



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **08296002 A**(43) Date of publication of application: **12.11.96**

(51) Int. Cl

C22C 38/00
C22C 38/00
C22C 38/24
C22C 38/44
C23C 8/22
F16C 33/62
F16C 33/64

(21) Application number: **07103839**(22) Date of filing: **27.04.95**(71) Applicant: **HITACHI METALS LTD**(72) Inventor: **FUKUMOTO SHIHO**
NAKAMURA HIDEKI

(54) **BEARING STEEL, BEARING MEMBER
 EXCELLENT IN HEAT RESISTANCE AND
 TOUGHNESS AND PRODUCTION THEREOF**

(57) Abstract:

PURPOSE: To produce a bearing member in which instantaneous destruction can be prevented by the increase of its toughness without deteriorating the hardness of the core part and capable of obtaining excellent rolling fatigue life characteristics.

CONSTITUTION: This is an Fe-base martensitic steel having a compsn. contg., by weight, 20.4% C, 22% Si, 2 2% Mn, 5% Ni, 3.5 to 7.0% Cr, one or two kinds of W and Mo by 3 to 15% as W equivalent (W+2Mo) and 0.5 to <1.1% V and is a steel for carburizing in which, in the case the carbon equivalent Cv of V=0.2[V] and the carbon equivalent Ceq of carbide forming elements

=0.063[Cr]+0.06[Mo]+0.033[W]+0.2[V], Cv/Ceq20.3 is satisfied. By regulating Cv/Ceq20.3, the precipitation of MC carbides is suppressed, and M₂C type carbides having a form bigger than that of MC type carbides are suitably dispersed to improve its fracture toughness value.

COPYRIGHT: (C)1996,JPO

(19)

JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **08296002 A**

(43) Date of publication of application: **12.11.96**

(51) Int. Cl.

C22C 38/00

C22C 38/00

C22C 38/24

C22C 38/44

C23C 8/22

F16C 33/62

F16C 33/64



(21) Application number: **07103839**

(22) Date of filing: **27.04.95**

(71) Applicant: **HITACHI METALS LTD**

(72) Inventor: **FUKUMOTO SHIHO
NAKAMURA HIDEKI**

(54) **BEARING STEEL, BEARING MEMBER
EXCELLENT IN HEAT RESISTANCE AND
TOUGHNESS AND PRODUCTION THEREOF**

(57) Abstract:

PURPOSE: To produce a bearing member in which instantaneous destruction can be prevented by the increase of its toughness without deteriorating the hardness of the core part and capable of obtaining excellent rolling fatigue life characteristics.

CONSTITUTION: This is an Fe-base martensitic steel having a compsn. contg., by weight, 20.4% C, 22% Si, 2% Mn, 5% Ni, 3.5 to 7.0% Cr, one or two kinds of W and Mo by 3 to 15% as W equivalent (W+2Mo) and 0.5 to <1.1% V and is a steel for carburizing in which, in the case the carbon equivalent Cv of V=0.2[V] and the carbon equivalent Ceq of carbide forming elements

=0.063[Cr]+0.06[Mo]+0.033[W]+0.2[V], Cv/Ceq20.3 is satisfied. By regulating Cv/Ceq20.3, the precipitation of MC carbides is suppressed, and M₂C type carbides having a form bigger than that of MC type carbides are suitably dispersed to improve its fracture toughness value.

COPYRIGHT: (C)1996,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-296002

(43) 公開日 平成8年(1996)11月12日

(51) Int. Cl. ⁴	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 2		C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z
	3 0 1			3 0 1 A
	38/24		38/24	
	38/44		38/44	
C 2 3 C 8/22			C 2 3 C 8/22	
審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 11 頁) 最終頁に続く				

(21) 出願番号 特願平7-103839

(22) 出願日 平成7年(1995)4月27日

(71) 出願人 000005083

日立金属株式会社

東京都千代田区丸の内2丁目1番2号

(72) 発明者 福元 志保

島根県安来市安来町2107番地の2 日立金属株式会社冶金研究所内

(72) 発明者 中村 秀樹

島根県安来市安来町2107番地の2 日立金属株式会社安来工場内

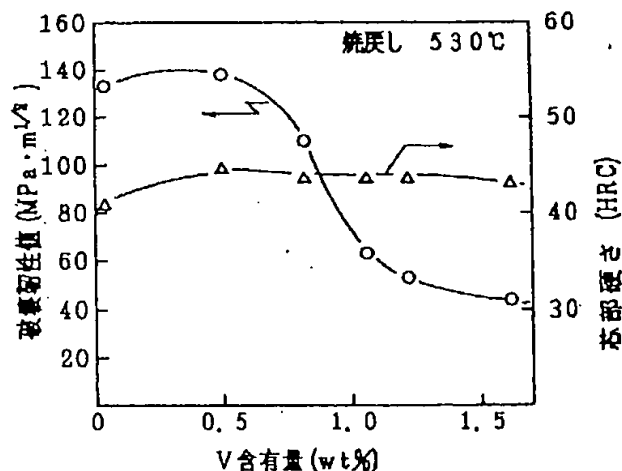
(74) 代理人 弁理士 大場 充

(54) 【発明の名称】 軸受鋼、耐熱性および韌性に優れた軸受部材ならびにその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 軸受部材の芯部の硬さを低下することなく韌性を高めて、瞬間的な破壊を防ぐことができ、かつ優れた転動疲労寿命特性が得られる軸受部材を提供。

【構成】 本発明は、重量%で、C 0.4%以下、Si 2%以下、Mn 2%以下、Ni 5%以下、Cr 3.5~7.0%、WまたはMoの1種または2種をW当量(W+2Mo)として3~15%、V 0.5%以上で1.1%未満含有するFe基のマルテンサイト系鋼であって、Vの炭素当量 $C_v = 0.2 [V]$ 、炭化物形成元素の炭素当量 $C_{eq} = 0.063 [Cr] + 0.06 [Mo] + 0.033 [W] + 0.2 [V]$ としたとき、 $C_v / C_{eq} \leq 0.3$ である浸炭用鋼をである。 $C_v / C_{eq} \leq 0.3$ とすることにより、MC炭化物の析出を抑え、MC型炭化物より形態が大きい M_2C 型炭化物を適当量分散させて、破壊靱性値を向上するものである。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量％で、C 0.4％以下、Si 2％以下、Mn 2％以下、Ni 5％以下、Cr 3.5～7.0％、WまたはMoの1種または2種をW当量 (W+2Mo) として3～15％、V 0.5％以上で1.1％未満含有するFe基のマルテンサイト系鋼であって、Vの炭素当量C_v

$$C_v = 0.2 [V]$$

炭化物形成元素の炭素当量C_{eq}

$$C_{eq} = 0.063 [Cr] + 0.06 [Mo] + 0.033 [W] + 0.2 [V]$$

としたとき、C_v/C_{eq} ≤ 0.3であることを特徴とする浸炭して用いられる軸受鋼。

【請求項2】 重量％で、C 0.1～0.3％、Si 1％以下、Mn 1％以下、Ni 1～5％、Cr 3.5～7.0％、WまたはMoの1種または2種をW当量 (W+2Mo) として3～12、V 0.5％以上で1.0％以下含有するFe基のマルテンサイト系鋼であって、Vの炭素当量

$$C_v = 0.2 [V]$$

炭化物形成元素の炭素当量C_{eq}

$$C_{eq} = 0.063 [Cr] + 0.06 [Mo] + 0.033 [W] + 0.2 [V]$$

としたとき、C_v/C_{eq} ≤ 0.3であることを特徴とする請求項1に記載の浸炭して用いられる軸受鋼。

【請求項3】 請求項1ないし2のいずれかに記載の軸受鋼であって、Feの一部を10％以下のCoで置換したことを特徴とする軸受鋼。

【請求項4】 表面の一部または全部に浸炭層が形成され、浸炭部以外の芯部は、重量％で、C 0.4％以下、Si 2％以下、Mn 2％以下、Ni 5％以下、Cr 3.5～7.0％、WまたはMoの1種または2種をW当量 (W+2Mo) として3～15％、V 0.5％以上で1.1％未満含有するFe基のマルテンサイト系鋼であって、Vの炭素当量C_v

$$C_v = 0.2 [V]$$

炭化物形成元素の炭素当量C_{eq}

$$C_{eq} = 0.063 [Cr] + 0.06 [Mo] + 0.033 [W] + 0.2 [V]$$

としたとき、C_v/C_{eq} ≤ 0.3であることを特徴とする耐熱性および靱性に優れた軸受部材。

【請求項5】 浸炭部以外の芯部は、重量％で、C 0.1～0.3％、Si 1％以下、Mn 1％以下、Ni 1～5％、Cr 3.5～7.0％、WまたはMoの1種または2種をW当量 (W+2Mo) として3～12、V 0.5％以上で1.0％以下含有するFe基のマルテンサイト系鋼であって、Vの炭素当量

$$C_v = 0.2 [V]$$

炭化物形成元素の炭素当量C_{eq}

$$C_{eq} = 0.063 [Cr] + 0.06 [Mo] + 0.$$

$$0.33 [W] + 0.2 [V]$$

としたとき、C_v/C_{eq} ≤ 0.3であることを特徴とする請求項4に記載の軸受部材。

【請求項6】 請求項4ないし5のいずれかに記載の軸受部材であって、浸炭部以外の芯部の組成のうち、Feの一部を10％以下のCoで置換したことを特徴とする軸受部材。

【請求項7】 浸炭層に残留圧縮応力を有することを特徴とする請求項4ないし6に記載の軸受部材。

【請求項8】 重量％で、C 0.4％以下、Si 2％以下、Mn 2％以下、Ni 5％以下、Cr 3.5～7.0％、WまたはMoの1種または2種をW当量 (W+2Mo) として3～15％、V 0.5％以上で1.1％未満含有するFe基のマルテンサイト系鋼であって、Vの炭素当量C_v

$$C_v = 0.2 [V]$$

炭化物形成元素の炭素当量C_{eq}

$$C_{eq} = 0.063 [Cr] + 0.06 [Mo] + 0.033 [W] + 0.2 [V]$$

としたとき、C_v/C_{eq} ≤ 0.3である軸受鋼の表面を浸炭処理し、次いで、焼入れ、焼戻し処理を行うことを特徴とする軸受部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、ガスタービン機関の軸受など、過酷な条件下で使用するのに好適な軸受鋼および軸受部材およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 従来、ガスタービン機関等の軸受に用いられる部材として、耐熱性に優れたCr-Mo-V系の高速度工具鋼であるAISI M50等の軸受鋼が使用されてきた。近年では、ガスタービンの高効率化が進み、軸受鋼には、耐熱性だけでなく、軸受としての耐久性に優れること、すなわち高い転動疲労寿命特性を有することが求められている。

【0003】 最近、軸受の転動疲労寿命特性を高める方法として、特開昭61-236923号に記載されるように、表面を浸炭して熱処理することによって表面に残留圧縮応力を付与するとともに、表面硬度および高温硬さを高め、浸炭されない芯部は低Cの靱性に優れた組成を残しておく手法がとられるようになった。この技術は、浸炭した表面の残留圧縮応力によって高硬度の表面に発生したクラックの進展を抑制するものであり、また低硬度の靱性が高い非浸炭部である芯部を存在させることにより、芯部でのクラックの進展を抑制するものである。上記特開昭61-236923号によれば、浸炭して用いられる軸受鋼としてCr-Mo-V系であって、M50よりもC量の低い、C 0.11～0.15、Mo 4.0～4.5、Cr 4.0～4.25、V 1.1～1.3、Ni 3.2～3.6、残部Feからなる鋼を浸

炭すれば、特に転動寿命特性に優れた軸受部材となることが記載されている。

【0004】近年では、ガスタービン機関の高効率化がさらに進みつつある。軸受部材に対する負荷を示す指標として、軸受部材の直径 D [mm]と回転速度 N [rpm]の積である DN 値が用いられている。現在ではこの DN 値のさらに高い使用条件が求められており、軸受部材に対しては高負荷化に耐えることが一段と要求されている。 DN 値が大きくなると軸受部材に引張応力が発生し、一度クラックが発生するとクラック進展が速く、一気に大割れに至る危険がある。ガスタービン機関等の高速、高負荷の条件に使用される軸受部材としては、このクラックの進展による大割れが発生すると、ガスタービン自体の破壊につながる恐れがあり、重大事故の恐れがある。したがって、ガスタービン等の軸受部材としては、このクラックの進展による大割れを防ぐことがもっとも重要であり、そのためにさらなる高靱性化、とりわけ高い破壊靱性値が要求されている。

【0005】上述したM50のCが低く、浸炭して用いられる軸受鋼においては、浸炭されない芯部に高い破壊靱性値（以下、単に靱性という）を確保することが、上述した大割れの発生を防ぐ大きなポイントである。しかし、本発明者が検討したところによると、上述したM50に対して、Cを低めた軸受鋼においては、軸受部材として実用的な硬さである44HRC程度の硬さにおいて、せいぜい60MPa $m^{1/2}$ 程度以下の靱性しか得られないものであった。なお、本文中においては、べき数を表すために便宜上“ \sim ”の記号を使用する。ガスタービン機関等の軸受部材としては、上述したように高負荷だけでなく、耐熱性も要求されるため、上述したように耐熱性を確保するためにCr、MoもしくはW、Vは必須であり、M50の基本成分の変更をできるだけ少なくした改良を行わなければならない。

【0006】また、軸受部材の芯部としては、表面にかかる荷重に耐えるだけの十分な強度が必要であり、硬さを落して靱性を高めるという手法を使うことができない。したがって、上述した靱性と硬さは相反する特性であるが、 DN 値の高い条件で十分に優れた転動疲労寿命特性を得るには、一方の特性を犠牲にすることなく、靱性および硬さを高めた軸受部材が要求されている。本発明は、上記問題点に鑑み、軸受部材の芯部の硬さ低下することなく靱性を高めて、瞬間的な破壊を防ぐことができ、優れた転動疲労寿命特性が得られる軸受部材およびその軸受部材となる軸受鋼を提供することである。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者等は、軸受の瞬間的に近い破壊を防ぐために靱性の高い材料の芯部と耐熱性の高い浸炭層の組み合わせを考えた。靱性を向上させるためには、芯部の硬さを下げたり、炭化物を大幅に減少させる手段が考えられるが、これでは芯部の強度や

耐熱性を満足させることができない。すなわち芯部の材料においては、ある程度のCr、W、Mo等の炭化物を生成し、基地に固溶して強化する元素が必須である。そこで本発明では、芯部を構成する材料のミクロ組織において生成されるMC型の炭化物と M_2C 型の炭化物の量と形態を制御することでクラックの進展を抑制することを検討した。

【0008】その結果、本発明者等はMC炭化物を生成するV量の靱性への影響が極めて大きいこと、基本的な考え方として、Vを従来のM50クラスの鋼より低くするとともに、MC炭化物の析出を抑え、さらにMC型炭化物より形態が大きい M_2C 型炭化物を適量分散させることがクラックの進展抑制に有効であることを見いだした。すなわち、本発明では主要元素の割合だけでなく、MC型炭化物と M_2C 型炭化物の構成割合が重要であり、後者の関係を炭化物形成元素全部に結合可能な炭素当量（Ceq）と、Vの炭素当量（Cv）の比を規定するものである。

【0009】すなわち本発明は、重量%で、C0.4%以下、Si2%以下、Mn2%以下、Ni5%以下、Cr3.5~7.0%、WまたはMoの1種または2種をW当量（ $W+2Mo$ ）として3~15%、V0.5%以上で1.1%未満含有するFe基のマルテンサイト系鋼であって、Vの炭素当量Cv

$$Cv=0.2[V]$$

炭化物形成元素の炭素当量Ceq

$$Ceq=0.063[Cr]+0.06[Mo]+0.033[W]+0.2[V]$$

としたとき、 $Cv/Ceq \leq 0.3$ である浸炭して用いられる軸受鋼である。

【0010】本発明では、Fe基をベースにし、C、Ni、Cr、VおよびWとMoの1種または2種を必須元素として前記範囲で含有すればよく、その他の任意の元素は必要に応じて添加することができる。より具体的な好ましい鋼を例示すると、重量%で、C0.1~0.3%、Si1%以下、Mn1%以下、Ni1~5%、Cr4~7%、WまたはMoの1種または2種をW当量（ $W+2Mo$ ）として3~12、V0.5%以上で1.0%以下含有するFe基のマルテンサイト系の鋼である。またFeの一部を10%以下のCoで置換しても良い。

【0011】本発明の軸受部材は、上述した浸炭用の新しい組成からなる軸受鋼の表面の一部または全部に浸炭層を形成して製造される。本発明では、浸炭部以外の軸受部材の芯部（以下単に芯部という）を低V化することにより、後述するように炭化物の種類とサイズを制御して高い靱性値を得ることができる。本発明の方法は、さらに浸炭処理により格子歪みを導入し、その後の加熱処理を行うので、変態応力および熱応力によって浸炭層に残留応力を付与することができる。そして浸炭層が形成された表面の硬さおよび芯部の硬さは、上述した浸炭処

理後に行う加熱処理、すなわち焼入れ、焼戻し処理条件によって調整することができる。

【0012】本発明においては、この加熱処理によって基本的な強度を保つために芯部の硬さを所定値に調整したときに、従来の軸受部材よりも著しく高い靱性を得ることができることに大きな特徴がある。本発明において、特に軸受部材として強度が特に必要な用途においては、芯部硬さを50HRC以上に調整する。好ましくは58HRC以下とする。また、特に靱性が必要な用途においては、芯部硬さを確保するという目的においては、38HRC以上50HRC以下に調整する。また浸炭層が形成された表面の硬さとしては、転動疲労寿命を向上することを目的として58HRC以上の硬さを確保することが望ましい。より好ましくは60HRC以上とする。

【0013】

【作用】本発明は、上述したように芯部においてMC炭化物の析出を抑え、さらにMC型炭化物より形態が大きいM₂C型炭化物を適量分散させた組織とすることで軸受部材のクラックの進展抑制を行うものである。そのため本発明では主要元素の割合だけでなく、VCを主体とするMC型炭化物とM₂C型炭化物の構成割合が重要である。そして、本発明においてはCv/Ceqの値を0.3以下と規定することによって、MC型炭化物とM₂C型炭化物の構成割合を最適化できることを見いだしたものである。

【0014】この構成割合は炭化物形成元素全部に結合可能な炭素当量(Ceq)と、Vの炭素当量(Cv)の比として示すものである。Cv/Ceqの値が0.3を越えるようになると、芯部の焼戻し組織の二次硬化析出において、電子線回折パターンとしてMC型とM₂C型の炭化物の回折パターンが強く検出され、明確なMC炭化物の存在が確認されるようになる。一方本発明の規定範囲であるCv/Ceqの値が0.3以下の範囲とすると、MC型炭化物の回折パターンが局所的にしか認められなくなり、M₂C炭化物が優勢な組織となる。本発明は、このようにしてクラックの進展を抑制する効果の高いM₂C型炭化物を確保している。これにより、本発明の軸受鋼は焼入れ、焼戻しにより軸受部材としての芯部硬さを所定の値に調整する場合において、同じ硬さに調整した従来の浸炭して用いられるM50ベースの鋼に比べて、著しく高い靱性値を得ることができるものである。

【0015】上述した組織を確保する上で最も重要な元素一つはVである。Vは強力な炭化物生成元素であり、炭素の低い組成においてVが多く存在すると、炭素の大部分がVと結合してVC型の炭化物となってしまう。こうなるとVに比べて炭素との結合エネルギーの低いCr、W、Moを多く添加してもクラックの進展を阻止できるM₂C型の炭化物の量の存在量を確保することがで

きない。そして結果として軸受部材の芯部の靱性を高めることができなくなる。そのためV量の上限を設けることが必要であり、本発明においては、V量を1.1%未満と規定するものである。なお、V量が1.1%未満であってもCr、WあるいはMoが少なくないとVCを主体とするMC型炭化物が多くなるため、靱性を高めるM₂C型炭化物が確保できない場合がある。そのため、本発明においては上述したようにCv/Ceqの値を0.3以下とする規定を設けて、炭化物生成元素全体に対する割合としてのV量の制限を行っている。

【0016】なお、本発明においては、V量の下限を0.5%と規定した。Vが0.5%未満では靱性は高いものであるが、浸炭層に形成される高速度工具鋼組成部の基本的な性質であるV添加による耐熱性の向上、すなわち軸受として使用したとき、温度上昇が起こっても表面硬さを維持できるという特性が劣化してしまい結果として転動寿命特性を劣化してしまうため好ましくない。同様に芯部の高温で硬さを維持して強度を保証するという点において、Vは必須の元素である。したがって、本発明においては、Vの下限は0.5%と規定した。

【0017】以下、V以外の各元素の規定理由について述べる。CはVについて重要な元素であり、本発明の浸炭して用いられる軸受鋼の基本的な靱性および硬さを決定する元素である。Cはマルテンサイト変態により焼入れ硬化を起こし、硬さを高める。またオーステナイト安定化元素であり、オーステナイト化温度まで加熱した時に靱性を劣化するδフェライトが生成するのを抑制する効果がある。一方C量を高め過ぎると、硬さが高くなりすぎ、靱性を低下する。本発明においては、浸炭して使用する軸受鋼のため、浸炭されない芯部の靱性の確保が最も重要であり、炭化物の生成過多による靱性の低下を防ぐため、Cの上限を0.4%とした。またδフェライトの生成を抑制するためには、好ましくは0.1%以上とする。さらに、靱性を考慮してδフェライトの生成も阻止できる望ましい範囲は、0.1~0.3%である。

【0018】Crはマトリクスと炭化物の両方に固溶し、マトリクスの焼入れ性の確保、炭化物の焼入れ時の基地への固溶の促進、浸炭される表面の高硬度化に有効な元素である。このCrは浸炭した後で高速度工具鋼組成となった時の基本的な耐熱性を確保するために必須の元素である。Crは3.5%未満では焼入れ焼戻し後の靱性が低下するため、下限値を3.5%とした。また7.0%以上添加すると、δフェライトが安定し、靱性を著しく劣化するため7%以下と規定した。

【0019】WとMoは、軸受部材の浸炭部の硬さを高め、また耐熱性を付与するという点で同一の作用を有する元素であり、一種または二種を添加する。重量比でMo1%はW2%と等価であり、W当量(W+2Mo)として規定する。WまたはMoは浸炭されることによ

て、微細な M_6C 型炭化物を形成し、硬い浸炭層を形成する。また微細な炭化物によりオーステナイト結晶粒の粗大化が防止されるため靱性の確保にも有効である。しかし、W当量を高めていくと浸炭部の硬さが上がるが、浸炭されない芯部の硬さも硬くなり、クラックの進展速度を速めてしまう。また、W当量が高すぎると δ フェライトが安定化し、靱性を著しく劣化する。本発明では、軸受部材として十分な表面硬さを得るために、W当量は3%以上と規定し、十分な靱性を確保するためにW当量の上限を15%とした。好ましいW当量の上限は12%である。

【0020】本発明の軸受鋼の組成において、V以外の炭化物形成元素としては、上述したCrおよびMoもしくはWが添加される。上述したようにCr、MoまたはWは、炭素の低い軸受部材の芯部に M_2C 型炭化物を生成する。したがって、VCを主体とするMC型炭化物の生成を抑制して軸受部材としての芯部の靱性を確保するという点においては、Cr、MoまたはWの添加は必須であり、上述した下限以上の量を確保して M_2C 型炭化物を存在させることが必要である。

【0021】そこで本発明では、MC型炭化物の主体となるVCに消費されるVの炭素当量 C_v ($C_v=0.2[V]$ で計算される炭素量を表す)と、Cr、Mo、W、Vからなる炭化物形成元素に消費される炭素当量 C_{eq} ($C_{eq}=0.063[Cr]+0.06[Mo]+0.033[W]+0.2[V]$ で計算される炭素量)に着目したものである。すなわち、MC型炭化物よりもサイズが大きく成長しやすい M_2C 型炭化物を析出させて、クラック進展のストップの役目を持たせるのである。言い換えれば、本発明では、MC型よりも M_2C 型炭化物を優先的に採用していることになる。そのため、本発明においては、炭素当量で言えば $C_v/C_{eq} \leq 0.3$ として C_v に対する C_{eq} の割合を大きく取るものである。

【0022】また、上述したように本発明のような炭素が0.4%以下、好ましくは0.3%以下という、著しく靱性を劣化する δ フェライトが生成しやすい炭素の低い組成範囲を適用する。また本発明においてはCrを3.5%~7.0%、MoあるいはWをW当量で3~15%という δ フェライトを安定化する元素を多量に含む組成を適用する。したがって、このような組成系においては、 δ フェライトの生成を抑えることは必須である。

【0023】本発明においては、この δ フェライト生成を抑制するためにNiを添加する手段をとった。このように本発明で添加するNiは、 δ フェライトの生成を抑制して本発明の軸受部材の靱性を確保する上で最も重要な元素の一つである。また、Niは δ フェライトの生成を抑制するだけでなく、添加量を増やすことによって靱性を向上するという点においても極めて重要である。また浸炭表面の硬さの変化を緩やかにする効果があるの

で、転動寿命特性を向上するのに有効な添加可能元素である。しかし、5%を超えると A_1 変態点が下がり、焼きなまし硬さを上げ、被削性等を劣化するため5%以下とする。好ましい範囲は、1%以上さらに望ましくは2%以上で5%以下とする。

【0024】Siは、脱酸元素として、あるいは硬さや耐熱性を向上させる目的で添加する。ただし、添加量は2%を超えると靱性が劣化するので上限を2%とした。Mnは、脱酸元素として、あるいはMnSとして析出させ、不純物として含有されるSの有害性を抑える効果がある。一方、2%を超えると靱性を劣化するため、2%を上限とする。Coは、主にマトリックスに固溶し、硬さと耐熱性を向上させる効果がある。ただし、添加量を増やしていくと、強度と靱性は漸減する。特に高硬度が要求される軸受部材に添加するのが望ましい元素である。Coの10%を超える添加は、靱性が劣化し過ぎて、軸受部材として不適となるので上限は10%とした。

【0025】また本発明においては、さらにその他の添加可能元素としてNbがある。Nbは合金組織の微細化に効果のある元素である。Nbは添加しすぎると、硬さが高くなり、クラックの進展速度を速めてしまうため、添加する場合は0.5%以下とする。Nbを含有する場合の本発明の軸受鋼の好ましい具体的な組成範囲の一例を示すと、 C_v と C_{eq} は前述と同じように $C_v/C_{eq} \leq 0.3$ を満足し、かつ重量%で、C0.1~0.4%、Si2%以下、Mn2%以下、Ni5%以下、Cr3.5~7.0%、WまたはMoの1種または2種をW当量($W+2Mo$)として3~15%、V0.5%以上で1.1%未満、Nb0.5%以下、残部実質的にFeからなる鋼である。

【0026】本発明の軸受部材は上述した規定を満足させると、浸炭層の表面硬さは58HRC以上、浸炭部以外の芯部硬さは58HRC未満にすることができる。また、本発明の軸受鋼を浸炭処理を行ってから、焼入れ焼戻しを行う本発明の軸受部材の製造方法を適用することにより表面に圧縮応力を残留させることができる。この圧縮応力場によって、表面のクラックの進展が抑制できるとともに、本発明の最も特徴とする高い靱性を有する芯部によって、芯部でのクラックの進展も防止できるため、軸受部材の転動寿命特性を著しく向上することができる。

【0027】

【実施例】

(実施例1) 表1に示すV含有量を変化させた成分にて、素材を真空溶解法で溶製した。まず、得られた素材を熱間加工により断面サイズ22mm×47mmの板形状に鍛伸し本発明の軸受鋼に相当する板材を得た。この板材から破壊靱性試験片を採取した。また、同じ素材を熱間加工により22mmの丸棒に鍛伸し、本発明の軸受用鋼に相当する丸棒を得た。この丸棒から、2mmUノ

ツチシャルビー衝撃試験片を採取した。得られた破壊靱性試験片とシャルビー衝撃試験片とは、浸炭せず1100℃で焼入れ、530℃に1時間保持した後空冷し、もう一度530℃加熱して1時間保持してから空冷する焼戻しを行った。また、焼戻し温度を590℃に変えて同様の熱処理を行った試料を別に作製した。これらの試料は軸受部材としての芯部の特性を評価するための試料である。これらの試験片を用いて、室温で破壊靱性値、浸炭後の芯部硬さに対応する硬さ、シャルビー衝撃値を測定した。

【0028】ここまでの条件は浸炭処理後の焼入れ、焼戻し条件に相当するものであり、軸受部材の芯部の硬さと靱性の関係を評価するためのものである。なお、得られた本発明の試料1～試料3の全てにおいて、 δ フェライトの組織における面積%を表1に示すが、定量可能な0.1面積%以上の δ フェライトは存在しないものであった。表1の本発明試料1～試料3および比較例の試料4～試料5は、いずれも炭素量が本発明の規定範囲における低めのものであり、W当量(W+2Mo)も従来の軸受用鋼に比較すると大きいものである。この場合は、 δ フェライトが生成しやすいのであるが、これらいずれの試料においてもNiが3.4%前後添加されており、これが δ フェライトの生成防止に大きく貢献している。一方、表1に示すように本発明で規定するVの範囲よりも極めて多くVを含有する試料6は、 δ フェライトの存在が確認される。このことはVを添加しすぎると δ フェライトの発生により靱性が低下することを示している。

【0029】

【表1】

組成 (wt%)																δフェライト	
No	C	Si	Mn	Ni	Cr	W	Mo	V	Co	Nb	W+2Nb	Fe	Ceq	Cv	Cv/Ceq	面積%	備考
1	0.13	0.21	0.23	3.44	4.21	-	4.25	0.52	-	-	8.50	Bal.	0.62	0.10	0.17	<0.1	本発明鋼
2	0.14	0.19	0.24	3.41	4.25	-	4.26	0.83	-	-	8.52	Bal.	0.69	0.17	0.24	<0.1	
3	0.13	0.17	0.21	3.44	4.20	-	4.22	1.06	-	-	8.44	Bal.	0.73	0.21	0.29	<0.1	
4	0.13	0.22	0.23	3.43	4.18	-	4.20	1.22	-	-	8.40	Bal.	0.76	0.24	0.32	<0.1	比較鋼
5	0.13	0.22	0.24	3.39	4.20	-	4.26	0.05	-	-	8.52	Bal.	0.53	0.01	0.02	<0.1	"
6	0.13	0.21	0.22	3.35	4.21	-	4.24	1.62	-	-	8.48	Bal.	0.84	0.32	0.38	4.6	"

【0030】このような本発明例および比較例に対して、焼戻し温度を530℃とした試料に対する破壊靱性値と芯部硬さを図1に示す。また、焼戻し温度を590℃とした試料に対する破壊靱性値と芯部硬さを図2に示す。なお、それぞれの図に示す曲線は図中の矢印に示す側の特性に対応する曲線である。530℃の焼戻しを適用した場合の破壊靱性値の変化を示す図1および590℃の焼戻しを適用した場合の破壊靱性値の変化を示す図2をみると、両方のとも破壊靱性値は、Vを1.06%としCv/Ceq=0.29とした本発明の試料3付近から、更にVを下げてCv/Ceqの値を低くすることにより破壊靱性値を著しく高めることができることがわかる。図1および図2に示すように、このとき硬さはほ

とんど変化しない。これは、炭素量から言うとVCに消費される炭素量が他のM₂C型に消費される炭素量に比較して相対的に少なくすること、すなわちC_v/C_{eq}値を低くすることにより、強度を同程度に保ったまま靱性を高めることができたことを示している。

【0031】また、図3および図4にそれぞれ530℃および590℃で焼戻した場合のシャルピー衝撃値の変化を示す。図3および図4に示すように、シャルピー衝撃値も、破壊靱性値と同様にV1.06%としC_v/C_{eq}=0.29とした本発明の試料3付近から、更にVを下げてC_v/C_{eq}の値を小さくすることにより著しく高めることができることがわかる。このように、衝撃値の点からもC_v/C_{eq}を0.3以下に設定することが軸受部材の芯部の靱性を確保する上で極めて有効であることがわかる。

【0032】また、透過型電子顕微鏡による電子線回折によって焼戻し組織の炭化物の種類を同定することを試みたところ、本発明で規定する範囲よりVを多く(V1.22%)含有する試料4においては、MC型とM₂C型の両方の回折像が明確に認められるものであったが、V量を下げて、本発明の範囲にしていくと、MC型の炭化物を示す回折像が局所的にしか認められなくなり、実質的にM₂C型炭化物が大部分を占めているものと判断された。これより、本発明は、M₂C型炭化物が大部分を占める組織とすることにより、本発明の軸受部材の靱性を高めているものと判断された。

【0033】また、590℃で焼戻したときの硬さで耐熱性を評価すると、図2に示すように、本発明の試料2で39.6HRC、Vの高い比較例の試料4で40.2HRC、Vが0.05%と本発明の規定範囲より低い比較例5で33.5HRCであり、高温硬さを確保する上ではVの添加が必要であることがわかる。したがって、Vには適正な下限値を設けることが必要であり、図2に示す590℃の焼戻しの硬さの変化によれば、Vを0.5%以上添加すれば、硬さに対してV量の影響が少なくなり、好ましいことがわかる。

【0034】次に、浸炭した軸受部材としての転動疲労寿命特性を評価するため、2mmUノッチシャルピー衝撃試験片と同様にφ22mmの丸棒を得た後、φ22mm×22mmの試験片を採取した。この転動疲労試験片は、浸炭した軸受部材を想定し、950℃で48時間、

深さ2〜3mmの浸炭処理を行い、上述したシャルピー試験片および破壊靱性値の評価で用いたのと同じ、530℃および590℃の焼戻しを行ったあと、表面から0.5mm除去してから転動疲労試験を行った。この表面層の除去の目的は浸炭時に生成される硬さの低い残留オーステナイト組織を多く含む層を除去するものである。

【0035】X線回折分析により、表面の残留応力を測定したところ、全ての試料で-100MPa以上の圧縮応力が存在することが確認された。試験条件は210℃で最高ヘルツ圧4.8×10N/mm²、回転数10000rpmの条件で実施し、L10(10%累積非損率)寿命で評価した。L10は、具体的には100本の試験片に対して、転動面の剥離(フレーキング)等の欠陥が生じない本数が10本になるまでの寿命を意味する。

【0036】図5および図6に、それぞれ530℃および590℃における転動疲労寿命および上述したように極表面層部を除去した浸炭表面の硬さを示す。図5および図6に示すように、疲労寿命は、V添加量を1.1%以下にさげていくと転動疲労寿命が延び、信頼性の高い軸受部材になることがわかる。また、Vを本発明の規定範囲未満である0.5%未満になると、浸炭表面の硬さが低下するとともに、転動疲労寿命も低下することがわかる。この転動疲労寿命の低下は、浸炭表面の硬さが低いことだけではなく、高速度工具鋼として、耐熱性を確保するために必須であるV量が十分でないことによるものである。なお、530℃および590℃の両方の場合において、転動疲労寿命は、0.5から1.1%のV添加量で最大値を取るため、Vの添加量としては、0.5から1.1%が好ましいことがわかる。さらに望ましくは、1.0%以下であることがわかる。

【0037】(実施例2)表2に示す組成にて、真空溶解法で溶製し、実施例1と同様に破壊靱性値、芯部硬さ、シャルピー衝撃値、浸炭表面硬さ、転動疲労寿命を評価した。530℃の焼戻しを適用した場合の評価結果を表3に示す。また590℃の焼戻し処理を行った場合の評価結果を表4にそれぞれ示す。なお、実施例1に記載した本発明鋼試料2も表3および表4に付記する。

【0038】

【表2】

組成 (wt%)																	δフェライト		備考
No	C	Si	Mn	Ni	Cr	W	Mo	V	Co	Nb	Hf+Zr	Fe	Ceq	Cv	Cv/Ceq	面積%	備考		
2	0.14	0.19	0.24	3.41	4.25	-	4.26	0.83	-	-	8.52	Bal.	0.69	0.17	0.24	<0.1	本発明鋼		
7	0.20	0.18	0.23	3.43	4.23	-	4.24	0.81	-	-	8.48	Bal.	0.68	0.16	0.24	<0.1	"		
8	0.33	0.18	0.25	3.42	4.24	-	4.19	0.80	-	-	8.38	Bal.	0.68	0.16	0.24	<0.1	"		
9	0.13	0.20	0.23	3.43	5.02	-	4.20	0.82	-	-	8.40	Bal.	0.73	0.16	0.22	<0.1	"		
10	0.20	0.21	0.22	3.39	5.08	-	4.22	0.82	-	-	8.44	Bal.	0.74	0.16	0.22	<0.1	"		
11	0.13	0.19	0.20	3.40	5.10	-	2.51	0.81	-	-	5.02	Bal.	0.63	0.16	0.26	<0.1	"		
12	0.20	0.19	0.20	3.43	5.07	-	2.50	0.82	-	-	5.00	Bal.	0.63	0.16	0.26	<0.1	"		
13	0.18	0.19	0.20	3.41	6.10	-	2.53	0.80	-	-	5.06	Bal.	0.70	0.16	0.23	<0.1	"		
14	0.17	0.20	0.21	3.40	4.19	-	5.99	0.79	-	-	11.98	Bal.	0.78	0.16	0.20	<0.1	"		
15	0.13	0.21	0.22	3.41	4.15	4.11	2.02	0.82	-	-	8.15	Bal.	0.68	0.16	0.24	<0.1	"		
16	0.12	0.20	0.24	3.43	4.16	7.05	-	0.81	-	-	7.05	Bal.	0.66	0.16	0.25	<0.1	"		
17	0.12	0.17	0.20	3.42	4.20	-	4.22	0.82	7.11	-	8.44	Bal.	0.68	0.16	0.24	<0.1	"		
18	0.13	0.19	0.21	4.12	4.22	-	4.20	0.78	-	-	8.40	Bal.	0.67	0.16	0.23	<0.1	"		
19	0.12	0.19	0.23	3.41	4.23	-	4.21	0.82	-	0.05	8.42	Bal.	0.68	0.16	0.24	<0.1	"		
20	0.13	0.18	0.22	2.02	4.25	-	4.28	0.80	-	-	8.56	Bal.	0.68	0.16	0.24	<0.1	"		
21	0.13	0.19	0.22	-	4.26	-	4.29	0.84	-	-	8.58	Bal.	0.69	0.17	0.24	40.1	比較鋼		
22	0.13	0.18	0.24	3.40	3.07	-	4.25	0.83	-	-	8.50	Bal.	0.62	0.17	0.27	<0.1	"		

【0039】

【表3】

焼戻し530℃

No	芯部 硬さ HRC	破壊靱性値 MPa $m^{1/2}$	2Uシャルピー衝撃値 J/cm ²	表面硬さ HRC	転動疲労寿命 L10 ×10 ⁶ cycle	備考
2	44.0	110	120	64.1	110	本発明鋼
7	50.4	60	35	63.9	100	"
8	53.8	40	20	64.0	99	"
9	45.2	68	200	64.2	99	"
10	50.5	50	28	64.1	101	"
11	44.2	107	105	63.8	105	"
12	48.4	71	120	64.0	104	"
13	46.2	90	130	64.0	101	"
14	47.2	47	30	64.1	95	"
15	43.2	108	48	63.9	105	"
16	42.8	103	43	64.0	97	"
17	46.2	98	87	63.8	99	"
18	43.0	130	135	63.5	95	"
19	42.8	101	89	63.4	93	"
20	42.1	84	94	63.8	98	"
21	25.0	15	14	64.2	5	比較鋼
22	45.3	63	64	63.2	84	"

【0040】表2に示すように、本発明の試料7と試料8は試料2とほぼ同組成でCを高めたものである。表3に示すように、Cの低い試料2に対して、試料7および試料8は高い芯部硬さが得られるが、反面で破壊靱性値は低下する。したがって、単純なC量の増加は、破壊靱性値よりも強度を優先する場合には有効である。ところで、焼戻し温度を高めると、硬さは低くなり、反対に靱性を高めることが可能である。Cを高めた試料7につい

て焼戻し温度を590℃に高めた表4に示す結果を見ると、表4の試料7においては、芯部硬さが46.4HRCであって、破壊靱性値が132MPa $m^{1/2}$ という値が得られている。この値は、表3に示す試料2の値に比べて、硬さおよび破壊靱性値の両方とも高くなっている。

【0041】

【表4】

焼戻し590℃

No	芯部 硬さ HRC	破壊靱性値 MPa $m^{1/2}$	2Uシャルピー衝撃値 J/cm ²	表面硬さ HRC	転動疲労寿命 L10 ×10 ⁶ cycle	備考
2	39.6	210	230	60.8	104	本発明鋼
7	46.4	132	85	60.4	105	"
8	48.6	93	65	60.3	103	"
9	40.4	220	320	60.6	105	"
10	46.0	131	85	60.7	95	"
11	40.8	200	250	60.0	110	"
12	46.0	120	210	60.0	100	"
13	41.0	220	290	59.6	99	"
14	43.1	112	70	59.7	100	"
15	39.4	150	105	59.8	100	"
16	39.7	120	100	60.1	101	"
17	41.2	145	98	60.2	107	"
18	40.1	240	250	60.3	100	"
19	40.0	195	185	59.9	95	"
20	40.1	160	175	60.2	107	"
21	23.6	34	32	60.8	7	比較鋼
22	44.2	110	124	59.4	98	"

【0042】このことから、Cの添加量を増加する場合には、焼戻し温度をCの低い場合の条件よりも高めてやれば、高い強度と高い靱性を両立することができ、軸受部材として一層好ましいものとなることがわかる。なお、Cが0.33%である試料8においては、焼戻し温度を590℃に高めても、表3の試料2程度の破壊靱性

値を達成することができなかったため、Cの添加量としては0.3%以下が好ましいことがわかる。

【0043】また、本発明の試料2よりCrを高めた本発明鋼No9、10は、試料2よりも硬さが高くなり、破壊靱性値はやや低下する傾向が見られる。本発明鋼No2よりCrを高め、Moを低めた本発明鋼No11の

靱性は、本発明鋼No 2と同等であり、さらにCも高めたNo 12では芯部硬さが高くなったにもかかわらず、焼戻し温度を590℃にして、46HRC程度に調整すると、高い破壊靱性値および高いシャルピー衝撃値を有するようになることがわかる。この傾向は、試料12に対してさらにCrを高めた試料13に対しても同様である。

【0044】Moの一部または全てをWで置き換えた試料15と16はW当量、その他の組成がほぼ同一の試料2とほぼ同じ靱性を得た。Coを添加した試料17は硬さが向上するが、試料2に対して靱性が低下する傾向が見られた。Nbを添加した試料19においては、本発明の試料2に対して靱性が低下する傾向が見られた。

【0045】また、本発明の試料2よりもNiを高めた本発明の試料18、Niを少なくした試料20およびNiを添加しない試料21を比較すると、Niの添加により破壊靱性値が著しく高くなることがわかる。また、Niを添加しない試料21においては、 δ フェライトが極めて多く存在する組織になり、芯部硬さが30HRCを下回ることになるため、軸受部材として必要な芯部硬さが得られず使用できないものとなることがわかる。また、本発明の試料2と試料2よりもCrを低めた比較例を対比すると、Cr量が3%程度の比較例では、本発明の試料に比べて破壊靱性値およびシャルピー衝撃値が大きく低下し、好ましくないことがわかる。

【0046】

【発明の効果】本発明の軸受鋼によれば、例えば軸受部材の芯部として十分な強度を保つために、44HRC程度の硬さにおいて、最大100MPa \cdot m^{1/2}以上という優れた破壊靱性値を得ることができるものである。すなわち、本発明においては靱性と高強度という相反する特性を一方の特性を犠牲にすることなく、軸受部材の性能向上が達成できたものである。したがって、今後さらなる高負荷化が要求されるガスタービン等の軸受部材として極めて有効である。

【図面の簡単な説明】

【図1】焼戻し温度を530℃とした試料に対するV量と、破壊靱性値および芯部硬さとの関係の一例を示す図である。

【図2】焼戻し温度を590℃とした試料に対するV量と、破壊靱性値および芯部硬さとの関係の一例を示す図である。

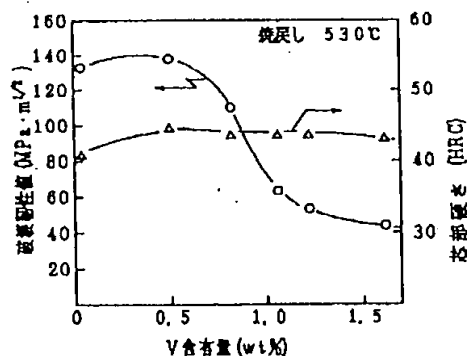
【図3】焼戻し温度を530℃とした試料に対するV量と、シャルピー衝撃値との関係を示す図である。

【図4】焼戻し温度を590℃とした試料に対するV量と、シャルピー衝撃値との関係の一例を示す図である。

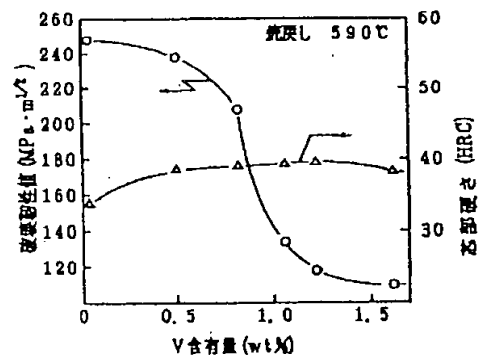
【図5】焼戻し温度530℃におけるV量と転動疲労寿命および浸炭表面の硬さの関係の一例を示す図である。

【図6】焼戻し温度590℃におけるV量と転動疲労寿命および浸炭表面の硬さの関係の一例を示す図である。

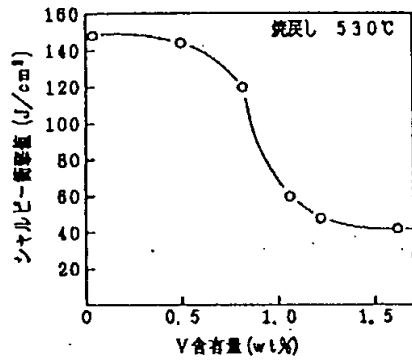
【図1】



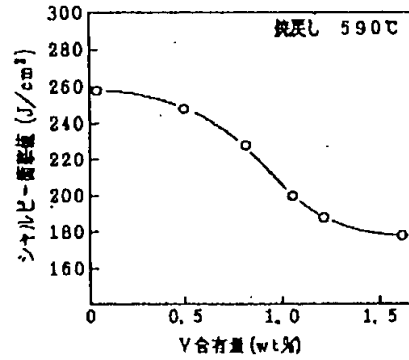
【図2】



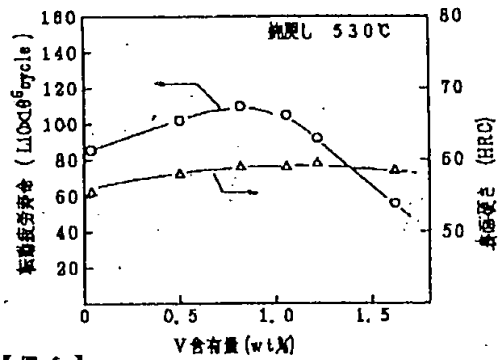
【図3】



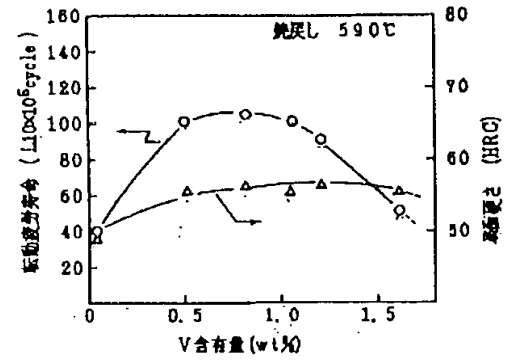
【図4】



【図5】



【図6】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁶

F16C 33/62
33/64

識別記号

庁内整理番号

F I

F16C 33/62
33/64

技術表示箇所

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平8-296002

(43)公開日 平成8年(1996)11月12日

(51)Int.Cl. ⁹	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 2		C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z
	3 0 1			3 0 1 A
38/24			38/24	
38/44			38/44	
C 2 3 C 8/22			C 2 3 C 8/22	

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 11 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願平7-103839

(22)出願日 平成7年(1995)4月27日

(71)出願人 000005083

日立金属株式会社

東京都千代田区丸の内2丁目1番2号

(72)発明者 福元 志保

島根県安来市安来町2107番地の2 日立金属株式会社冶金研究所内

(72)発明者 中村 秀樹

島根県安来市安来町2107番地の2 日立金属株式会社安来工場内

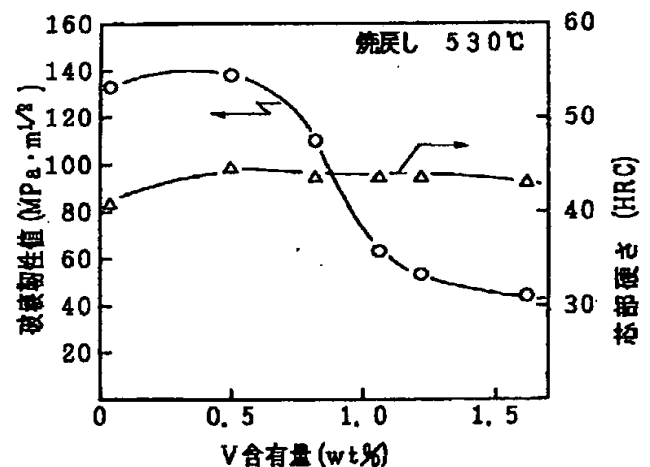
(74)代理人 弁理士 大場 充

(54)【発明の名称】 軸受鋼、耐熱性および靱性に優れた軸受部材ならびにその製造方法

(57)【要約】

【目的】 軸受部材の芯部の硬さを低下することなく靱性を高めて、瞬間的な破壊を防ぐことができ、かつ優れた転動疲労寿命特性が得られる軸受部材を提供。

【構成】 本発明は、重量%で、C 0.4%以下、Si 2%以下、Mn 2%以下、Ni 5%以下、Cr 3.5～7.0%、WまたはMoの1種または2種をW当量 (W + 2Mo) として3～15%、V 0.5%以上で1.1%未満含有するFe基のマartenサイト系鋼であって、Vの炭素当量 $C_v = 0.2 [V]$ 、炭化物形成元素の炭素当量 $C_{eq} = 0.063 [Cr] + 0.06 [Mo] + 0.033 [W] + 0.2 [V]$ としたとき、 $C_v / C_{eq} \leq 0.3$ である浸炭用鋼をである。 $C_v / C_{eq} \leq 0.3$ とすることにより、MC炭化物の析出を抑え、MC型炭化物より形態が大きいM₂₃C₆型炭化物を適量分散させて、破壊靱性値を向上するものである。



1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、C 0.4%以下、Si 2%以下、Mn 2%以下、Ni 5%以下、Cr 3.5~7.0%、WまたはMoの1種または2種をW当量(W+2Mo)として3~15%、V 0.5%以上で1.1%未満含有するFe基のマartenサイト系鋼であって、Vの炭素当量C_v

$$C_v = 0.2 [V]$$

炭化物形成元素の炭素当量C_{eq}

$$C_{eq} = 0.063 [Cr] + 0.06 [Mo] + 0.033 [W] + 0.2 [V]$$

としたとき、C_v/C_{eq} ≤ 0.3であることを特徴とする浸炭して用いられる軸受鋼。

【請求項2】 重量%で、C 0.1~0.3%、Si 1%以下、Mn 1%以下、Ni 1~5%、Cr 3.5~7.0%、WまたはMoの1種または2種をW当量(W+2Mo)として3~12%、V 0.5%以上で1.0%以下含有するFe基のマartenサイト系鋼であって、Vの炭素当量

$$C_v = 0.2 [V]$$

炭化物形成元素の炭素当量C_{eq}

$$C_{eq} = 0.063 [Cr] + 0.06 [Mo] + 0.033 [W] + 0.2 [V]$$

としたとき、C_v/C_{eq} ≤ 0.3であることを特徴とする請求項1に記載の浸炭して用いられる軸受鋼。

【請求項3】 請求項1ないし2のいずれかに記載の軸受鋼であって、Feの一部を10%以下のCoで置換したことを特徴とする軸受鋼。

【請求項4】 表面の一部または全部に浸炭層が形成され、浸炭部以外の芯部は、重量%で、C 0.4%以下、Si 2%以下、Mn 2%以下、Ni 5%以下、Cr 3.5~7%、WまたはMoの1種または2種をW当量(W+2Mo)として3~15%、V 0.5%以上で1.1%未満含有するFe基のマartenサイト系鋼であって、Vの炭素当量C_v

$$C_v = 0.2 [V]$$

炭化物形成元素の炭素当量C_{eq}

$$C_{eq} = 0.063 [Cr] + 0.06 [Mo] + 0.033 [W] + 0.2 [V]$$

としたとき、C_v/C_{eq} ≤ 0.3であることを特徴とする耐熱性および靱性に優れた軸受部材。

【請求項5】 浸炭部以外の芯部は、重量%で、C 0.1~0.3%、Si 1%以下、Mn 1%以下、Ni 1~5%、Cr 3.5~7.0%、WまたはMoの1種または2種をW当量(W+2Mo)として3~12%、V 0.5%以上で1.0%以下含有するFe基のマartenサイト系鋼であって、Vの炭素当量

$$C_v = 0.2 [V]$$

炭化物形成元素の炭素当量C_{eq}

$$C_{eq} = 0.063 [Cr] + 0.06 [Mo] + 0.$$

2

$$0.33 [W] + 0.2 [V]$$

としたとき、C_v/C_{eq} ≤ 0.3であることを特徴とする請求項4に記載の軸受部材。

【請求項6】 請求項4ないし5のいずれかに記載の軸受部材であって、浸炭部以外の芯部の組成のうち、Feの一部を10%以下のCoで置換したことを特徴とする軸受部材。

【請求項7】 浸炭層に残留圧縮応力を有することを特徴とする請求項4ないし6に記載の軸受部材。

【請求項8】 重量%で、C 0.4%以下、Si 2%以下、Mn 2%以下、Ni 5%以下、Cr 3.5~7.0%、WまたはMoの1種または2種をW当量(W+2Mo)として3~15%、V 0.5%以上で1.1%未満含有するFe基のマartenサイト系鋼であって、Vの炭素当量C_v

$$C_v = 0.2 [V]$$

炭化物形成元素の炭素当量C_{eq}

$$C_{eq} = 0.063 [Cr] + 0.06 [Mo] + 0.033 [W] + 0.2 [V]$$

としたとき、C_v/C_{eq} ≤ 0.3である軸受鋼の表面を浸炭処理し、次いで、焼入れ、焼戻し処理を行うことを特徴とする軸受部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、ガスタービン機関の軸受など、過酷な条件下で使用するのに好適な軸受鋼および軸受部材およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 従来、ガスタービン機関等の軸受に用いられる部材として、耐熱性に優れたCr-Mo-V系の高速度工具鋼であるAISI M50等の軸受鋼が使用されてきた。近年では、ガスタービンの高効率化が進み、軸受鋼には、耐熱性だけでなく、軸受としての耐久性に優れること、すなわち高い転動疲労寿命特性を有することが求められている。

【0003】 最近、軸受の転動疲労寿命特性を高める方法として、特開昭61-236923号に記載されるように、表面を浸炭して熱処理することによって表面に残留圧縮応力を付与するとともに、表面硬度および高温硬さを高め、浸炭されない芯部は低Cの靱性に優れた組成を残しておく手法がとられるようになった。この技術は、浸炭した表面の残留圧縮応力によって高硬度の表面に発生したクラックの進展を抑制するものであり、また低硬度の靱性が高い非浸炭部である芯部を存在させることにより、芯部でのクラックの進展を抑制するものである。上記特開昭61-236923号によれば、浸炭して用いられる軸受鋼としてCr-Mo-V系であって、M50よりもC量の低い、C 0.11~0.15、Mo 4.0~4.5、Cr 4.0~4.25、V 1.1~1.3、Ni 3.2~3.6、残部Feからなる鋼を浸

炭すれば、特に転動寿命特性に優れた軸受部材となることが記載されている。

【0004】近年では、ガスタービン機関の高効率化がさらに進みつつある。軸受部材に対する負荷を示す指標として、軸受部材の直径 D [mm]と回転速度 N [rpm]の積である DN 値が用いられている。現在ではこの DN 値のさらに高い使用条件が求められており、軸受部材に対しては高負荷化に耐えることが一段と要求されている。 DN 値が大きくなると軸受部材に引張応力が発生し、一度クラックが発生するとクラック進展が速く、一気に大割れに至る危険がある。ガスタービン機関等の高速、高負荷の条件に使用される軸受部材としては、このクラックの進展による大割れが発生すると、ガスタービン自体の破壊につながる恐れがあり、重大事故の恐れがある。したがって、ガスタービン等の軸受部材としては、このクラックの進展による大割れを防ぐことがもっとも重要であり、そのためにさらなる高靱性化、とりわけ高い破壊靱性値が要求されている。

【0005】上述したM50のCが低く、浸炭して用いられる軸受鋼においては、浸炭されない芯部に高い破壊靱性値（以下、単に靱性という）を確保することが、上述した大割れの発生を防ぐ大きなポイントである。しかし、本発明者が検討したところによると、上述したM50に対して、Cを低めた軸受鋼においては、軸受部材として実用的な硬さである44HRC程度の硬さにおいて、せいぜい $60\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 程度以下の靱性しか得られないものであった。なお、本文中においては、べき数を表すために便宜上“ \wedge ”の記号を使用する。ガスタービン機関等の軸受部材としては、上述したように高負荷だけでなく、耐熱性も要求されるため、上述したように耐熱性を確保するためにCr、MoもしくはW、Vは必須であり、M50の基本成分の変更をできるだけ少なくした改良を行わなければならない。

【0006】また、軸受部材の芯部としては、表面にかかる荷重に耐えるだけの十分な強度が必要であり、硬さを落して靱性を高めるという手法を使うことができない。したがって、上述した靱性と硬さは相反する特性であるが、 DN 値の高い条件で十分に優れた転動疲労寿命特性を得るには、一方の特性を犠牲にすることなく、靱性および硬さを高めた軸受部材が要求されている。本発明は、上記問題点を鑑み、軸受部材の芯部の硬さ低下することなく靱性を高めて、瞬間的な破壊を防ぐことができ、優れた転動疲労寿命特性が得られる軸受部材およびその軸受部材となる軸受鋼を提供することである。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者等は、軸受の瞬間的に近い破壊を防ぐために靱性の高い材料の芯部と耐熱性の高い浸炭層の組み合わせを考えた。靱性を向上させるためには、芯部の硬さを下げたり、炭化物を大幅に減少させる手段が考えられるが、これでは芯部の強度や

耐熱性を満足させることができない。すなわち芯部の材料においては、ある程度のCr、W、Mo等の炭化物を生成し、基地に固溶して強化する元素が必須である。そこで本発明では、芯部を構成する材料のマイクロ組織において生成されるMC型の炭化物と M_2C 型の炭化物の量と形態を制御することでクラックの進展を抑制することを検討した。

【0008】その結果、本発明者等はMC炭化物を生成するV量の靱性への影響が極めて大きいこと、基本的な考え方として、Vを従来のM50クラスの鋼より低くするとともに、MC炭化物の析出を抑え、さらにMC型炭化物より形態が大きい M_2C 型炭化物を適量分散させることがクラックの進展抑制に有効であることを見いだした。すなわち、本発明では主要元素の割合だけでなく、MC型炭化物と M_2C 型炭化物の構成割合が重要であり、後者の関係を炭化物形成元素全部に結合可能な炭素当量(Ceq)と、Vの炭素当量(Cv)の比を規定するものである。

【0009】すなわち本発明は、重量%で、C 0.4%以下、Si 2%以下、Mn 2%以下、Ni 5%以下、Cr 3.5~7.0%、WまたはMoの1種または2種をW当量(W+2Mo)として3~15%、V 0.5%以上で1.1%未満含有するFe基のマルテンサイト系鋼であって、Vの炭素当量Cv

$C_v = 0.2 [V]$

炭化物形成元素の炭素当量Ceq

$C_{eq} = 0.063 [Cr] + 0.06 [Mo] + 0.033 [W] + 0.2 [V]$

としたとき、 $C_v / C_{eq} \leq 0.3$ である浸炭して用いられる軸受鋼である。

【0010】本発明では、Fe基をベースにし、C、Ni、Cr、VおよびWとMoの1種または2種を必須元素として前記範囲で含有すればよく、その他の任意の元素は必要に応じて添加することができる。より具体的な好ましい鋼を例示すると、重量%で、C 0.1~0.3%、Si 1%以下、Mn 1%以下、Ni 1~5%、Cr 4~7%、WまたはMoの1種または2種をW当量(W+2Mo)として3~12%、V 0.5%以上で1.0%以下含有するFe基のマルテンサイト系の鋼である。またFeの一部を10%以下のCoで置換しても良い。

【0011】本発明の軸受部材は、上述した浸炭用の新しい組成からなる軸受鋼の表面の一部または全部に浸炭層を形成して製造される。本発明では、浸炭部以外の軸受部材の芯部（以下単に芯部という）を低V化することにより、後述するように炭化物の種類とサイズを制御して高い靱性値を得ることができる。本発明の方法は、さらに浸炭処理により格子歪みを導入し、その後の加熱処理を行うので、変態応力および熱応力によって浸炭層に残留応力を付与することができる。そして浸炭層が形成された表面の硬さおよび芯部の硬さは、上述した浸炭処

理後に行う加熱処理、すなわち焼入れ、焼戻し処理条件によって調整することができる。

【0012】本発明においては、この加熱処理によって基本的な強度を保つために芯部の硬さを所定値に調整したときに、従来の軸受部材よりも著しく高い靱性を得ることができることに大きな特徴がある。本発明において、特に軸受部材として強度が特に必要な用途においては、芯部硬さを50HRC以上に調整する。好ましくは58HRC以下とする。また、特に靱性が必要な用途においては、芯部硬さを確保するという目的においては、38HRC以上50HRC以下に調整する。また浸炭層が形成された表面の硬さとしては、転動疲労寿命を向上することを目的として58HRC以上の硬さを確保することが望ましい。より好ましくは60HRC以上とする。

【0013】

【作用】本発明は、上述したように芯部においてMC炭化物の析出を抑え、さらにMC型炭化物より形態が大きいM₂C型炭化物を適量分散させた組織とすることで軸受部材のクラックの進展抑制を行うものである。そのため本発明では主要元素の割合だけでなく、VCを主体とするMC型炭化物とM₂C型炭化物の構成割合が重要である。そして、本発明においてはC_v/C_{eq}の値を0.3以下と規定することによって、MC型炭化物とM₂C型炭化物の構成割合を最適化できることを見出したものである。

【0014】この構成割合は炭化物形成元素全部に結合可能な炭素当量(C_{eq})と、Vの炭素当量(C_v)の比として示すものである。C_v/C_{eq}の値が0.3を越えるようになると、芯部の焼戻し組織の二次硬化析出において、電子線回折パターンとしてMC型とM₂C型の炭化物の回折パターンが強く検出され、明確なMC炭化物の存在が確認されるようになる。一方本発明の規定範囲であるC_v/C_{eq}の値が0.3以下の範囲とすると、MC型炭化物の回折パターンが局所的にしか認められなくなり、M₂C炭化物が優勢な組織となる。本発明は、このようにしてクラックの進展を抑制する効果の高いM₂C型炭化物を確保している。これにより、本発明の軸受鋼は焼入れ、焼戻しにより軸受部材としての芯部硬さを所定の値に調整する場合において、同じ硬さに調整した従来の浸炭して用いられるM50ペースの鋼に比べて、著しく高い靱性値を得ることができるものである。

【0015】上述した組織を確保する上で最も重要な元素一つはVである。Vは強力な炭化物生成元素であり、炭素の低い組成においてVが多く存在すると、炭素の大部分がVと結合してVC型の炭化物となってしまう。こうなるとVに比べて炭素との結合エネルギーの低いCr、W、Moを多く添加してもクラックの進展を阻止できるM₂C型の炭化物の量の存在量を確保することがで

きない。そして結果として軸受部材の芯部の靱性を高めることができなくなる。そのためV量の上限を設けることが必要であり、本発明においては、V量を1.1%未満と規定するものである。なお、V量が1.1%未満であつてもCr、WあるいはMoが少ないとVCを主体とするMC型炭化物が多くなるため、靱性を高めるM₂C型炭化物が確保できない場合がある。そのため、本発明においては上述したようにC_v/C_{eq}の値を0.3以下とする規定を設けて、炭化物生成元素全体に対する割合としてのV量の制限を行っている。

【0016】なお、本発明においては、V量の下限を0.5%と規定した。Vが0.5%未満では靱性は高いものであるが、浸炭層に形成される高速度工具鋼組成部分の基本的な性質であるV添加による耐熱性の向上、すなわち軸受として使用したとき、温度上昇が起こっても表面硬さを維持できるという特性が劣化してしまい結果として転動寿命特性を劣化してしまうため好ましくない。同様に芯部の高温で硬さを維持して強度を保証するという点において、Vは必須の元素である。したがって、本発明においては、Vの下限は0.5%と規定した。

【0017】以下、V以外の各元素の規定理由について述べる。CはVについて重要な元素であり、本発明の浸炭して用いられる軸受鋼の基本的な靱性および硬さを決定する元素である。Cはマルテンサイト変態により焼入れ硬化を起こし、硬さを高める。またオーステナイト安定化元素であり、オーステナイト化温度まで加熱した時に靱性を劣化するδフェライトが生成するのを抑制する効果がある。一方C量を高め過ぎると、硬さが高くなりすぎ、靱性を低下する。本発明においては、浸炭して使用する軸受鋼のため、浸炭されない芯部の靱性の確保が最も重要であり、炭化物の生成過多による靱性の低下を防ぐため、Cの上限を0.4%とした。またδフェライトの生成を抑制するためには、好ましくは0.1%以上とする。さらに、靱性を考慮してδフェライトの生成も阻止できる望ましい範囲は、0.1~0.3%である。

【0018】Crはマトリクスと炭化物の両方に固溶し、マトリクスの焼入れ性の確保、炭化物の焼入れ時の基地への固溶の促進、浸炭される表面の高硬度化に有効な元素である。このCrは浸炭した後で高速度工具鋼組成となった時の基本的な耐熱性を確保するために必須の元素である。Crは3.5%未満では焼入れ焼戻し後の靱性が低下するため、下限値を3.5%とした。また7.0%以上添加すると、δフェライトが安定し、靱性を著しく劣化するため7%以下と規定した。

【0019】WとMoは、軸受部材の浸炭部の硬さを高め、また耐熱性を付与するという点で同一の作用を有する元素であり、一種または二種を添加する。重量比でMo1%はW2%と等価であり、W当量(W+2Mo)として規定する。WまたはMoは浸炭されることによっ

て、微細な M_2C 型炭化物を形成し、硬い浸炭層を形成する。また微細な炭化物によりオーステナイト結晶粒の粗大化が防止されるため靱性の確保にも有効である。しかし、W当量を高めていくと浸炭部の硬さが上がるが、浸炭されない芯部の硬さも硬くなり、クラックの進展速度を速めてしまう。また、W当量が高すぎると δ フェライトが安定化し、靱性を著しく劣化する。本発明では、軸受部材として十分な表面硬さを得るために、W当量は3%以上と規定し、十分な靱性を確保するためにW当量の上限を15%とした。好ましいW当量の上限は12%である。

【0020】本発明の軸受鋼の組成において、V以外の炭化物形成元素としては、上述したCrおよびMoもしくはWが添加される。上述したようにCr、MoまたはWは、炭素の低い軸受部材の芯部に M_2C 型炭化物を生成する。したがって、VCを主体とするMC型炭化物の生成を抑制して軸受部材としての芯部の靱性を確保するという点においては、Cr、MoまたはWの添加は必須であり、上述した下限以上の量を確保して M_2C 型炭化物を存在させることが必要である。

【0021】そこで本発明では、MC型炭化物の主体となるVCに消費されるVの炭素当量 C_v ($C_v=0.2$ [V] で計算される炭素量を表す) と、Cr、Mo、W、Vからなる炭化物形成元素に消費される炭素当量 C_{eq} ($C_{eq}=0.063$ [Cr] + 0.06 [Mo] + 0.033 [W] + 0.2 [V] で計算される炭素量) に着目したものである。すなわち、MC型炭化物よりもサイズが大きく成長しやすい M_2C 型炭化物を析出させて、クラック進展のストッパの役目を持たせるのである。言い換えれば、本発明では、MC型よりも M_2C 型炭化物を優先的に採用していることになる。そのため、本発明においては、炭素当量で言えば $C_v/C_{eq} \leq 0.3$ として C_v に対する C_{eq} の割合を大きく取るものである。

【0022】また、上述したように本発明のような炭素が0.4%以下、好ましくは0.3%以下という、著しく靱性を劣化する δ フェライトが生成しやすい炭素の低い組成範囲を適用する。また本発明においてはCrを3.5%~7.0%、MoあるいはWをW当量で3~15%という δ フェライトを安定化する元素を多量に含む組成を適用する。したがって、このような組成系においては、 δ フェライトの生成を抑えることは必須である。

【0023】本発明においては、この δ フェライト生成を抑制するためにNiを添加する手段をとった。このように本発明で添加するNiは、 δ フェライトの生成を抑制して本発明の軸受部材の靱性を確保する上で最も重要な元素の一つである。また、Niは δ フェライトの生成を抑制するだけでなく、添加量を増やすことによって靱性を向上するという点においても極めて重要である。また浸炭表面の硬さの変化を緩やかにする効果があるの

で、転動寿命特性を向上するのに有効な添加可能元素である。しかし、5%を超えるとA₁変態点が下がり、焼きなまし硬さを上げ、被削性等を劣化するため5%以下とする。好ましい範囲は、1%以上さらに望ましくは2%以上で5%以下とする。

【0024】Siは、脱酸元素として、あるいは硬さや耐熱性を向上させる目的で添加する。ただし、添加量は2%を超えると靱性が劣化するので上限を2%とした。Mnは、脱酸元素として、あるいはMnSとして析出させ、不純物として含有されるSの有害性を抑える効果がある。一方、2%を超えると靱性を劣化するため、2%を上限とする。Coは、主にマトリックスに固溶し、硬さと耐熱性を向上させる効果がある。ただし、添加量を増やしていくと、強度と靱性は漸減する。特に高硬度が要求される軸受部材に添加するのが望ましい元素である。Coの10%を超える添加は、靱性が劣化し過ぎて、軸受部材として不適となるので上限は10%とした。

【0025】また本発明においては、さらにその他の添加可能元素としてNbがある。Nbは合金組織の微細化に効果のある元素である。Nbは添加しすぎると、硬さが高くなり、クラックの進展速度を速めてしまうため、添加する場合は0.5%以下とする。Nbを含有する場合の本発明の軸受鋼の好ましい具体的な組成範囲の一例を示すと、 C_v と C_{eq} は前述と同じように $C_v/C_{eq} \leq 0.3$ を満足し、かつ重量%で、C 0.1~0.4%、Si 2%以下、Mn 2%以下、Ni 5%以下、Cr 3.5~7.0%、WまたはMoの1種または2種をW当量 ($W+2Mo$) として3~15%、V 0.5%以上で1.1%未満、Nb 0.5%以下、残部実質的にFeからなる鋼である。

【0026】本発明の軸受部材は上述した規定を満足させると、浸炭層の表面硬さは58HRC以上、浸炭部以外の芯部硬さは58HRC未満にすることができる。また、本発明の軸受鋼を浸炭処理を行ってから、焼入れ焼戻しを行う本発明の軸受部材の製造方法を適用することにより表面に圧縮応力を残留させることができる。この圧縮応力場によって、表面のクラックの進展が抑制できるとともに、本発明の最も特徴とする高い靱性を有する芯部によって、芯部でのクラックの進展も防止できるため、軸受部材の転動寿命特性を著しく向上することができる。

【0027】

【実施例】

(実施例1) 表1に示すV含有量を変化させた成分にて、素材を真空溶解法で溶製した。まず、得られた素材を熱間加工により断面サイズ22mm×47mmの板形状に鍛伸し本発明の軸受鋼に相当する板材を得た。この板材から破壊靱性試験片を採取した。また、同じ素材を熱間加工により22mmの丸棒に鍛伸し、本発明の軸受用鋼に相当する丸棒を得た。この丸棒から、2mmUノ

ツチシャルピー衝撃試験片を採取した。得られた破壊靱性試験片とシャルピー衝撃試験片とは、浸炭せず 1100℃で焼入れ、530℃に 1 時間保持した後空冷し、もう一度 530℃加熱して 1 時間保持してから空冷する焼戻しを行った。また、焼戻し温度を 590℃に変えて同様の熱処理を行った試料を別に作製した。これらの試料は軸受部材としての芯部の特性を評価するための試料である。これらの試験片を用いて、室温で破壊靱性値、浸炭後の芯部硬さに対応する硬さ、シャルピー衝撃値を測定した。

【0028】ここまでの条件は浸炭処理後の焼入れ、焼戻し条件に相当するものであり、軸受部材の芯部の硬さと靱性の関係を評価するためのものである。なお、得られた本発明の試料 1～試料 3 の全てにおいて、 δ フェライトの組織における面積%を表 1 に示すが、定量可能な 0.1 面積%以上の δ フェライトは存在しないものであった。表 1 の本発明試料 1～試料 3 および比較例の試料 4～試料 5 は、いずれも炭素量が本発明の規定範囲における低めのものであり、W 当量 (W+2Mo) も従来の軸受用鋼に比較すると大きいものである。この場合は、 δ フェライトが生成しやすいのであるが、これらいずれの試料においても Ni が 3.4%前後添加されており、これが δ フェライトの生成防止に大きく貢献している。一方、表 1 に示すように本発明で規定する V の範囲よりも極めて多く V を含有する試料 6 は、 δ フェライトの存在が確認される。このことは V を添加しすぎると δ フェライトの発生により靱性が低下することを示している。

【0029】

【表 1】

*

30

組成 (wt%)																	δフェライト		
No	C	Si	Mn	Ni	Cr	W	Mo	V	Co	Nb	W+2Mo	Fe	Ceq	Cv	Cv/Ceq	面積%	備考		
1	0.13	0.21	0.23	3.44	4.21	-	4.25	0.52	-	-	8.50	Bal.	0.62	0.10	0.17	<0.1	本発明鋼		
2	0.14	0.19	0.24	3.41	4.25	-	4.26	0.83	-	-	8.52	Bal.	0.69	0.17	0.24	<0.1	"		
3	0.13	0.17	0.21	3.44	4.20	-	4.22	1.06	-	-	8.44	Bal.	0.73	0.21	0.29	<0.1	"		
4	0.13	0.22	0.23	3.43	4.18	-	4.20	1.22	-	-	8.40	Bal.	0.76	0.24	0.32	<0.1	比較鋼		
5	0.13	0.22	0.24	3.39	4.20	-	4.26	0.05	-	-	8.52	Bal.	0.53	0.01	0.02	<0.1	"		
6	0.13	0.21	0.22	3.35	4.21	-	4.24	1.62	-	-	8.48	Bal.	0.84	0.32	0.38	4.6	"		

* 【0030】このような本発明例および比較例に対し

て、焼戻し温度を 530℃とした試料に対する破壊靱性値と芯部硬さを図 1 に示す。また、焼戻し温度を 590℃とした試料に対する破壊靱性値と芯部硬さを図 2 に示す。なお、それぞれの図に示す曲線は図中の矢印に示す側の特性に対応する曲線である。530℃の焼戻しを適用した場合の破壊靱性値の変化を示す図 1 および 590℃の焼戻しを適用した場合の破壊靱性値の変化を示す図 2 をみると、両方のとも破壊靱性値は、V を 1.06% とし $Cv/Ceq = 0.29$ とした本発明の試料 3 付近から、更に V を下げて Cv/Ceq の値を低くすることにより破壊靱性値を著しく高めることができることがわかる。図 1 および図 2 に示すように、このとき硬さはほ

とんど変化しない。これは、炭素量から言うとV_Cに消費される炭素量が他のM₂C型に消費される炭素量に比較して相対的に少なくすること、すなわちC_v/C_{e q}値を低くすることにより、強度を同程度に保ったまま靱性を高めることができたことを示している。

【0031】また、図3および図4にそれぞれ530℃および590℃で焼戻した場合のシャルピー衝撃値の変化を示す。図3および図4に示すように、シャルピー衝撃値も、破壊靱性値と同様にV1.06%としC_v/C_{e q}=0.29とした本発明の試料3付近から、更にVを下げてC_v/C_{e q}の値を小さくすることにより著しく高めることができることがわかる。このように、衝撃値の点からもC_v/C_{e q}を0.3以下に設定することが軸受部材の芯部の靱性を確保する上で極めて有効であることがわかる。

【0032】また、透過型電子顕微鏡による電子線回折によって焼戻し組織の炭化物の種類を同定することを試みたところ、本発明で規定する範囲よりVを多く（V1.22%）含有する試料4においては、MC型とM₂C型の両方の回折像が明確に認められるものであったが、V量を下げて、本発明の範囲にしていくと、MC型の炭化物を示す回折像が局所的にしか認められなくなり、実質的にM₂C型炭化物が大部分を占めているものと判断された。これより、本発明は、M₂C型炭化物が大部分を占める組織とすることにより、本発明の軸受部材の靱性を高めているものと判断された。

【0033】また、590℃で焼戻したときの硬さで耐熱性を評価すると、図2に示すように、本発明の試料2で39.6HRC、Vの高い比較例の試料4で40.2HRC、Vが0.05%と本発明の規定範囲より低い比較例5で33.5HRCであり、高温硬さを確保する上ではVの添加が必要であることがわかる。したがって、Vには適正な下限値を設けることが必要であり、図2に示す590℃の焼戻しの硬さの変化によれば、Vを0.5%以上添加すれば、硬さに対してV量の影響が少なくなり、好ましいことがわかる。

【0034】次に、浸炭した軸受部材としての転動疲労寿命特性を評価するため、2mmUノッチシャルピー衝撃試験片と同様にφ22mmの丸棒を得た後、φ22mm×22mmの試験片を採取した。この転動疲労試験片は、浸炭した軸受部材を想定し、950℃で48時間、

* 深さ2～3mmの浸炭処理を行い、上述したシャルピー試験片および破壊靱性値の評価で用いたのと同じ、530℃および590℃の焼戻しを行ったあと、表面から0.5mm除去してから転動疲労試験を行った。この表面層の除去の目的は浸炭時に生成される硬さの低い残留オーステナイト組織を多く含む層を除去するものである。

【0035】X線回折分析により、表面の残留応力を測定したところ、全ての試料で-100MPa以上の圧縮応力が存在することが確認された。試験条件は210℃で最高ヘルツ圧 $4.8 \times 10^4 \text{ N/mm}^2$ 、回転数10000rpmの条件で実施し、L10（10%累積非損率）寿命で評価した。L10は、具体的には100本の試験片に対して、転動面の剥離（フレーキング）等の欠陥が生じない本数が10本になるまでの寿命を意味する。

【0036】図5および図6に、それぞれ530℃および590℃における転動疲労寿命および上述したように極表層部を除去した浸炭表面の硬さを示す。図5および図6に示すように、疲労寿命は、V添加量を1.1%以下にさげていくと転動疲労寿命が延び、信頼性の高い軸受部材になることがわかる。また、Vを本発明の規定範囲未満である0.5%未満になると、浸炭表面の硬さが低下するとともに、転動疲労寿命も低下することがわかる。この転動疲労寿命の低下は、浸炭表面の硬さが低いことだけではなく、高速度工具鋼として、耐熱性を確保するために必須であるV量が十分でないことによるものである。なお、530℃および590℃の両方の場合において、転動疲労寿命は、0.5から1.1%のV添加量で最大値を取るため、Vの添加量としては、0.5から1.1%が好ましいことがわかる。さらに望ましくは、1.0%以下であることがわかる。

【0037】（実施例2）表2に示す組成にて、真空溶解法で溶製し、実施例1と同様に破壊靱性値、芯部硬さ、シャルピー衝撃値、浸炭表面硬さ、転動疲労寿命を評価した。530℃の焼戻しを適用した場合の評価結果を表3に示す。また590℃の焼戻し処理を行った場合の評価結果を表4にそれぞれ示す。なお、実施例1に記載した本発明鋼試料2も表3および表4に付記する。

【0038】

【表2】

組成 (wt%)																	δフェライト		備考
No	C	Si	Mn	Ni	Cr	W	Mo	V	Co	Nb	W+2Mo	Fe	Ceq	Cv	Cv/Ceq	面積%			
2	0.14	0.19	0.24	3.41	4.25	-	4.26	0.83	-	-	8.52	Bal.	0.69	0.17	0.24	<0.1	本発明鋼		
7	0.20	0.18	0.23	3.43	4.23	-	4.24	0.81	-	-	8.48	Bal.	0.68	0.16	0.24	<0.1			
8	0.33	0.18	0.25	3.42	4.24	-	4.19	0.80	-	-	8.38	Bal.	0.68	0.16	0.24	<0.1	"		
9	0.13	0.20	0.23	3.43	5.02	-	4.20	0.82	-	-	8.40	Bal.	0.73	0.16	0.22	<0.1			
10	0.20	0.21	0.22	3.39	5.08	-	4.22	0.82	-	-	8.44	Bal.	0.74	0.16	0.22	<0.1	"		
11	0.13	0.19	0.20	3.40	5.10	-	2.51	0.81	-	-	5.02	Bal.	0.63	0.16	0.26	<0.1			
12	0.20	0.19	0.20	3.43	5.07	-	2.50	0.82	-	-	5.00	Bal.	0.63	0.16	0.26	<0.1	"		
13	0.18	0.19	0.20	3.41	6.10	-	2.53	0.80	-	-	5.06	Bal.	0.70	0.16	0.23	<0.1			
14	0.17	0.20	0.21	3.40	4.19	-	5.99	0.79	-	-	11.98	Bal.	0.78	0.16	0.20	<0.1	"		
15	0.13	0.21	0.22	3.41	4.15	4.11	2.02	0.82	-	-	8.15	Bal.	0.68	0.16	0.24	<0.1			
16	0.12	0.20	0.24	3.43	4.16	7.05	-	0.81	-	-	7.05	Bal.	0.66	0.16	0.25	<0.1	"		
17	0.12	0.17	0.20	3.42	4.20	-	4.22	0.82	7.11	-	8.44	Bal.	0.68	0.16	0.24	<0.1			
18	0.13	0.19	0.21	4.12	4.22	-	4.20	0.78	-	-	8.40	Bal.	0.67	0.16	0.23	<0.1	"		
19	0.12	0.19	0.23	3.41	4.23	-	4.21	0.82	-	0.05	8.42	Bal.	0.68	0.16	0.24	<0.1			
20	0.13	0.18	0.22	2.02	4.25	-	4.28	0.80	-	-	8.56	Bal.	0.68	0.16	0.24	<0.1	"		
21	0.13	0.19	0.22	-	4.26	-	4.29	0.84	-	-	8.58	Bal.	0.69	0.17	0.24	40.1		比較鋼	
22	0.13	0.18	0.24	3.40	3.07	-	4.25	0.83	-	-	8.50	Bal.	0.62	0.17	0.27	<0.1	"		

【0039】

【表3】

焼戻し530℃

No	芯部 硬さ HRC	破壊靱性値 MPam ^{1/2}	20シャルピー衝撃値 J/cm ²	表面硬さ HRC	転動疲労寿命 L10 ×10 ⁶ cycle	備考
2	44.0	110	120	64.1	110	本発明鋼
7	50.4	60	35	63.9	100	"
8	53.8	40	20	64.0	99	"
9	45.2	68	200	64.2	99	"
10	50.5	50	28	64.1	101	"
11	44.2	107	105	63.8	105	"
12	48.4	71	120	64.0	104	"
13	46.2	90	130	64.0	101	"
14	47.2	47	30	64.1	95	"
15	43.2	108	48	63.9	105	"
16	42.8	103	43	64.0	97	"
17	46.2	98	87	63.8	99	"
18	43.0	130	135	63.5	95	"
19	42.8	101	89	63.4	93	"
20	42.1	84	94	63.8	98	"
21	25.0	15	14	64.2	5	比較鋼
22	45.3	63	64	63.2	84	"

【0040】表2に示すように、本発明の試料7と試料8は試料2とほぼ同組成でCを高めたものである。表3に示すように、Cの低い試料2に対して、試料7および試料8は高い芯部硬さが得られるが、反面で破壊靱性値は低下する。したがって、単純なC量の増加は、破壊靱性値よりも強度を優先する場合には有効である。ところで、焼戻し温度を高めると、硬さは低くなり、反対に靱性を高めることが可能である。Cを高めた試料7につい *

* 焼戻し温度を590℃に高めた表4に示す結果を見ると、表4の試料7においては、芯部硬さが46.4HRCであって、破壊靱性値が132MPam^{1/2}という値が得られている。この値は、表3に示す試料2の値に比べて、硬さおよび破壊靱性値の両方とも高くなっている。

【0041】

【表4】

焼戻し590℃

No	芯部 硬さ HRC	破壊靱性値 MPam ^{1/2}	20シャルピー衝撃値 J/cm ²	表面硬さ HRC	転動疲労寿命 L10 ×10 ⁶ cycle	備考
2	39.6	210	230	60.8	104	本発明鋼
7	46.4	132	85	60.4	105	"
8	48.6	93	65	60.3	103	"
9	40.4	220	320	60.6	105	"
10	46.0	131	85	60.7	95	"
11	40.8	200	250	60.0	110	"
12	46.0	120	210	60.0	100	"
13	41.0	220	290	59.6	99	"
14	43.1	112	70	59.7	100	"
15	39.4	150	105	59.8	100	"
16	39.7	120	100	60.1	101	"
17	41.2	145	98	60.2	107	"
18	40.1	240	250	60.3	100	"
19	40.0	195	185	59.9	95	"
20	40.1	160	175	60.2	107	"
21	23.6	34	32	60.8	7	比較鋼
22	44.2	110	124	59.4	98	"

【0042】このことから、Cの添加量を増加する場合には、焼戻し温度をCの低い場合の条件よりも高めてやれば、高い強度と高い靱性を両立することができ、軸受部材として一層好ましいものとなることがわかる。なお、Cが0.33%である試料8においては、焼戻し温度を590℃に高めても、表3の試料2程度の破壊靱性 ※50

※値を達成することができなかったもので、Cの添加量としては0.3%以下が好ましいことがわかる。

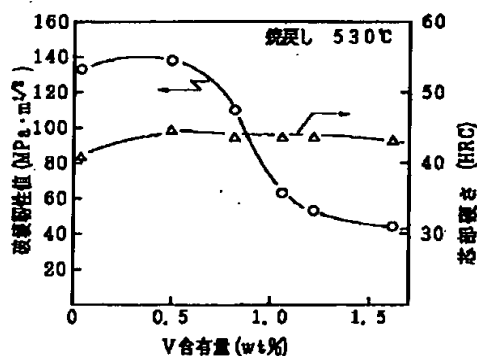
【0043】また、本発明の試料2よりCrを高めた本発明鋼No9、10は、試料2よりも硬さが高くなり、破壊靱性値はやや低下する傾向が見られる。本発明鋼No2よりCrを高め、Moを低めた本発明鋼No11の

靱性は、本発明鋼No.2と同等であり、さらにCも高めたNo.12では芯部硬さが高くなったにもかかわらず、焼戻し温度を590℃にして、46HRC程度に調整すると、高い破壊靱性値および高いシャルピー衝撃値を有するようになることがわかる。この傾向は、試料12に対してさらにCrを高めた試料13に対しても同様である。

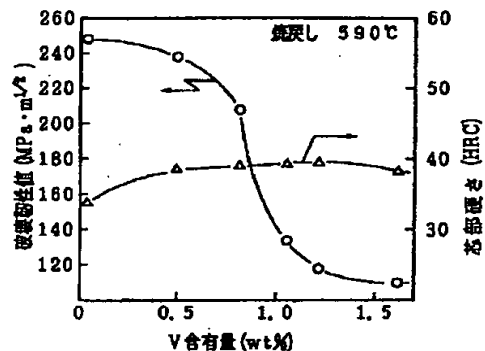
【0044】Moの一部または全てをWで置き換えた試料15と16はW当量、その他の組成がほぼ同一の試料2とほぼ同じ靱性を得た。Coを添加した試料17は硬さが向上するが、試料2に対して靱性が低下する傾向が見られた。Nbを添加した試料19においては、本発明の試料2に対して靱性が低下する傾向が見られた。

【0045】また、本発明の試料2よりもNiを高めた本発明の試料18、Niを少なくした試料20およびNiを添加しない試料21を比較すると、Niの添加により破壊靱性値が著しく高くなることがわかる。また、Niを添加しない試料21においては、δフェライトが極めて多く存在する組織になり、芯部硬さが30HRCを下回ることになるため、軸受部材として必要な芯部硬さが得られず使用できないものとなることがわかる。また、本発明の試料2と試料2よりもCrを低めた比較例を対比すると、Cr量が3%程度の比較例では、本発明の試料に比べて破壊靱性値およびシャルピー衝撃値が大きく低下し、好ましくないことがわかる。

【図1】



【図2】



* 【0046】

【発明の効果】本発明の軸受鋼によれば、例えば軸受部材の芯部として十分な強度を保つために、44HRC程度の硬さにおいて、最大100MPa \cdot m^{1/2}以上という優れた破壊靱性値を得ることができるものである。すなわち、本発明においては靱性と高強度という相反する特性を一方の特性を犠牲にすることなく、軸受部材の性能向上が達成できたものである。したがって、今後さらなる高負荷化が要求されるガスタービン等の軸受部材として極めて有効である。

【図面の簡単な説明】

【図1】焼戻し温度を530℃とした試料に対するV量と、破壊靱性値および芯部硬さとの関係の一例を示す図である。

【図2】焼戻し温度を590℃とした試料に対するV量と、破壊靱性値および芯部硬さとの関係の一例を示す図である。

【図3】焼戻し温度を530℃とした試料に対するV量と、シャルピー衝撃値との関係を示す図である。

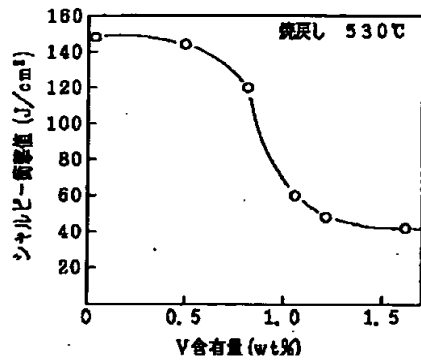
【図4】焼戻し温度を590℃とした試料に対するV量と、シャルピー衝撃値との関係の一例を示す図である。

【図5】焼戻し温度530℃におけるV量と転動疲労寿命および浸炭表面の硬さの関係の一例を示す図である。

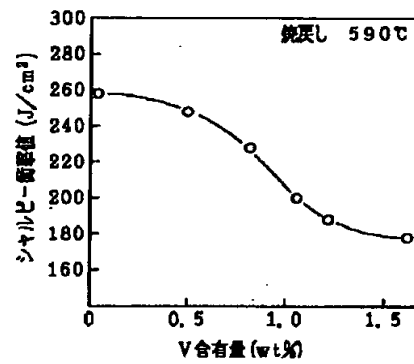
【図6】焼戻し温度590℃におけるV量と転動疲労寿命および浸炭表面の硬さの関係の一例を示す図である。

*

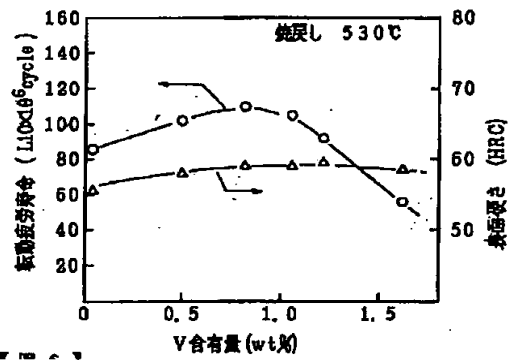
【図3】



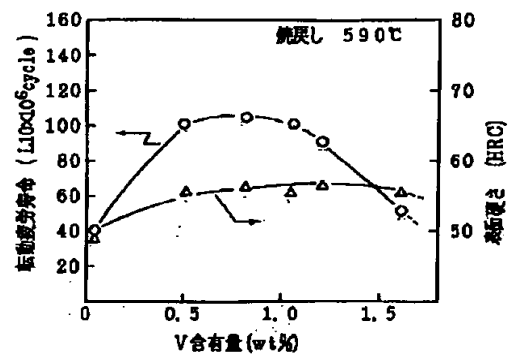
【図4】



【図5】



【図6】



フロントページの続き

(51) Int. Cl. 6

F 1 6 C 33/62

33/64

識別記号

庁内整理番号

F I

F 1 6 C 33/62

33/64

技術表示箇所